

R E M A R K S

The claims have been amended to more distinctly define the present invention.

As amended, claim 1 defines a method for the treatment of metallic materials wherein,

- a) a blank of a metallic material is provided,
- b) the blank is heated to a transformation temperature, and
- c) the blank is then deformed by twisting the blank about a longitudinal axis thereof while the blank is compresses in the direction of the longitudinal axis.

Such a process is certainly not disclosed in the reference cited by the Examiner.

US-A-5 262 123 discloses a method of forming or reforming a composite particulate materials by compressing mixtures of the material between two relative rotating members between which the powder or particulate material mixture is compressed in a compression chamber and friction heated and then extruded from the compression chamber.

The method described in this patent is based on a principle different from that according to the invention: The material consolidation, that is, a fine grain lattice structure is obtained by localized shearing and heating of the particles and subsequent extrusion of the material, see col. 1, lines 49 – 54: “The formed composite material is extruded from a hot working zone which is maintained at temperature by shearing action and which is extruded due to the pressure applied”. (See also column 2, lines 45 – 50).

The powdered or particulate material mixture may be heated adiabatically by the friction generated by the rotating plunger. The process is termed by the inventors as being a friction extrusion process (Col. Lines 12 – 15). In summary, it can be clearly said that the method as disclosed in US-A-5 262 123 differs in principle from the method according to the present invention which utilizes twisting and compression of the blank of the material. In addition, there is no adiabatic heating by friction.

It is noted at this point that claim 1 was not rejected by the Examiner as being anticipated by the references but as being obvious from the cited reference US A 5 262 123.

The cited reference, US-A-5 262 123, does not disclose that a blank of a metallic material is provided – rather, it discloses that the material is provided in powder or particulate form.

It is pointed out here that a blank (not a bank) is "a manufactured article which is still to be finished by further treatment".

The cited reference does not deal with blanks but rather with material mixtures as referred to in the introductory part of the application where the state of the art is discussed. The Examiner is urged to read again the introductory part of the application, page 1, line 5 to page 3, line 26, which describes a.o. processes as disclosed in the cited reference and where it is explained that and why these processes have certain disadvantages.

The reference does not disclose that a blank is heated to a transformation temperature – rather, the reference discloses that the powder or particles are subjected to friction whereby the material is heated close to its melting point; and the reference certainly does not disclose that the blank is twisted about its longitudinal axis and at the same time, compressed in the direction of the longitudinal axis; rather, in the method according to the cited reference, where there is no blank, but material powder or particulates, which are subjected to friction by the rotation of the plunger to form a hot mixing zone from which the material is extruded.

In other word, every step of the method according to the invention as claimed is different from what might be considered to be a similar procedural step of the method according to the cited reference. It is not just that the heating of a certain length of the blank or heating the blank over its full length in the method according to the invention is different from the method of the cited reference as alleged by the Examiner, rather every method step is different from the method steps of the cited reference.

But the invention as defined in claim 1 is not only different from the process as disclosed in the cited prior art. There is furthermore no basis for the Examiner's allegation that the invention is obvious from the cited reference.

In this regard, reference is made to the following decisions:

" Contrary to the position taken by the Examiner in determining the patentability of an invention, it should be recognized that the fact that the prior art could be modified in an Examiner's view so as to result in the combination defined by the claims at bar would not have made the modification obvious unless the prior art suggests the desirability of the modification." See In re Deminski, 796 F.2d 436, 230 USPQ 313 (Fed. Cir. 1986).

Furthermore, In re Laskowski, CAFC, No. 88-1349, decided April 3, 1989, concerning an invention utilizing, for the support of a saw band, a loose tire rather than a tightly fitted tire. the Court stated that, although the Commissioner suggests that Hoffman (the cited prior art utilizing a tightly fitted tire) could readily be modified to form the Laskowski structure (with loosely fitted tire), the mere fact that the prior art could be so modified would not have made the modification obvious unless the prior art suggested the desirability of the modification.

In the present case the cited reference does not include any suggestion which would lead to a method wherein a blank of the body to be manufactured consisting of the metallic material is twisted while it is axially compressed for a consolidation of the texture of the metallic material.

In view of the above, the Examiner is respectfully requested to reconsider his rejection of claim 1 of the present application under 35 USC § 103 as being unpatentable over US 5 262 123.

It is also noted in this regard that the corresponding German application has issued under No. 100 62 310. A copy is attached. It may furthermore be pointed out that the corresponding Chinese and Russian patents have also issued. All of these countries have quite stringent examination procedures.

In any case, it is believed that, upon reconsideration, the Examiner will agree that claim 1 as amended is patentable. Claim 2 has been cancelled as its subject matter has been included in claim 1.

Claim 3 to 9 are directed to various steps which are considered to be advantageous in connection with the method as defined in claim 1.

Claim 10 defines that the metallic material is titanium aluminide which has a texture obtained by the heating of the blank and deforming it by twisting under compression.

And claim 11 defines the composition of the titanium aluminide as Ti - 47Al - 3.7(Nb, Cr, Mn, Si) - 0.5 Br-- amended to correspond to definition given in the description.

Certainly, such a composition is not disclosed in the cited references. Furthermore, all of claims 3 – 11 are dependent directly or indirectly on claim 1 and, consequently, include all the features of claim 1 so that they should be patentable already for that reason.

Reconsideration of claims 3 to 11 is respectfully requested and allowance of claims 1 and 3 to 11 is solicited.

Respectfully submitted,

K. Bach

Klaus J. Bach, Reg. No. 26832

FROM PAe NIEDMERS JAEGER KOESTER

(WED) 6 9 2004 16:38/ST. 16:36/NO. 5623199377 P 6

⑮ BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENT- UND
MARKENAMT

⑫ Patentschrift
⑩ DE 100 62 310 C 2

③ Int. Cl. 7:
C 22 F 1/10

⑤ Aktenzeichen: 100 62 310.7-24
⑥ Anmeldetag: 14. 12. 2000
④ Offenlegungstag: 18. 7. 2002
⑧ Veröffentlichungstag
der Patenterteilung: 7. 11. 2002

Innerhalb von 3 Monaten nach Veröffentlichung der Erteilung kann Einspruch erhoben werden

⑬ Patentinhaber:

GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH,
21502 Geesthacht, DE

⑭ Vertreter:

Niedmers & Seemann, 22767 Hamburg

⑰ Erfinder:

Appel, Fritz, Dr., 21502 Geesthacht, DE; Eggert,
Stephan, 21481 Lauenburg, DE; Lorenz, Uwe, 21357
Bardowick, DE; Oehring, Michael, Dr., 21502
Geesthacht, DE

② Für die Beurteilung der Patentfähigkeit in Betracht
gezogene Druckschriften:

Microstructure development in gamma alloy
mill products by thermomechanical processing,
Dennis M. Dimiduk et al. Material Science
Engineering A 243 (1998), 86-76;
Wrought Processing of Ingot-Metallurgy
Y-Ti-Aluminide Alloys S.L. Semiatin, In;
Aluminide by Y-W. Kim et al The Minerals,
Metals & Materials Society, 1995;

① Verfahren zur Behandlung metallischer Werkstoffe

⑦ Es wird ein Verfahren zur Behandlung metallischer
Werkstoffe, insbesondere zur Konsolidierung des Gefü-
ges metallischer Werkstoffe, vorgeschlagen. Das Verfah-
ren umfaßt folgende Verfahrensschritte:

- a) Erzeugung eines Rohlings aus metallischem Werkstoff,
- b) Erwärmung des Rohlings auf Umformtemperatur so-
wie
- c) Deformierung des Rohlings in Form einer Drilling.

DE 100 62 310 C 2

DE 100 62 310 C 2

DE 100 62 310 C 2

1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Behandlung metallischer Werkstoffe, insbesondere zur Konsolidierung des Gefüges metallischer Werkstoffe, umfassend die Verfahrensschritte Erzeugung eines Rohlings aus metallischem Werkstoff, Erwärmen des Rohlings auf Umformtemperatur sowie Deformierung des Rohlings, und einen metallischen Rohling.

[0002] Bisher verwendete konventionelle Behandlungs- bzw. Umformtechniken für metallische Werkstoffe, siehe beispielsweise Titanium Aluminide Alloys, S. L. Semiatin, Materials Directorate, Wright Laboratory, WMLMLN Wright-Patterson Air Force Base, Ohio 45433-7817, Gamma Titanium Aluminides Edited by Y.-W. Kim, R. Wagner, and M. Yamaguchi, The Minerals, Metals & Materials Society, 1995, Seiten 509 bis 525, und Microstructure development in gamma alloy mill products by thermomechanical processing, Dennis M. Dimiduk^a, Patrick L. Martin^b, Young-Won Kim^c, Materials Directorate, Wright Laboratory, WMLMLN Bldg 655, 2230 Tenth Street, WPAFB, OH 45433-817, USA, ^b Rockwell International Science Center, Thousand Oaks, CA 91360, USA, UES, Dayton, OH 45432 USA, Seite 67 bis 75, zeigen Konsolidierungsergebnisse, die den an sich gewünschten Ergebnissen regelmäßig nicht genügen.

[0003] Spezielle metallische Werkstoffe, beispielsweise der Gruppe der Titanaluminide, weisen nach den bisher verwendeten konventionellen Behandlungs- bzw. Umformtechniken, beispielsweise durch Schmieden oder Strangpressen, immer noch erhebliche chemische und strukturelle Inhomogenitäten ihres Gefüges auf, die für bestimmte technische Anwendungen nicht toleriert werden können. Den bekannten Behandlungs- bzw. Umformtechniken mangelt es in erster Linie daran, daß mit diesen nur verhältnismäßig niedrige Umformgrade erreicht werden können. Dieses ist, beispielsweise wenn die metallischen Werkstoffe in thermisch und mechanisch hochbelasteten Bereichen eingesetzt werden sollen, beispielsweise bei Turbinenschaufeln von Strahltriebwerken für Flugzeuge oder Pleuel für Antriebsaggregate von Automobilen, nicht hinnehmbar.

[0004] Metallische Werkstoffe wie intermetallische Titanaluminide sind sehr spröde und damit schwer umformbare Werkstoffe. Bisher wurden derartige metallische Werkstoffe ausschließlich über schmelzmetallurgische Verfahren hergestellt, wobei vorwiegend Vakuum-Lichtbogen-schmelzen, Plasmaschmelzen und Induktionsschmelzen angewendet werden. Obwohl das Schmelzgut meist zwei- bis dreimal aufgeschmolzen wird, treten in den Gußkörpern erhebliche Qualitätsmängel auf, die sich vor allem durch ein grobkörniges Gefüge mit einer ausgeprägten Vorzugsorientierung der Kristalle, starke Seigerungen (lokale Schwankungen in der Zusammensetzung) und das Auftreten von Poren zeigen. Derartige Mängel treten nicht nur beim Primärguß beispielsweise von Titanaluminiden auf, sondern auch bei vielen anderen metallischen Werkstoffen, so daß sie, wie erwähnt, für eine direkte Bauteilfertigung aus dem Gußwerkstoff aber nicht geeignet sind. Der als Primärguß vorliegende Werkstoff muß daher strukturell und chemisch konsolidiert werden. Hierzu wird das Hochtemperatur-Umformen durch Schmieden oder Strangpressen regelmäßig angewendet, wobei vor allem eine deutliche Verfeinerung des Gefüges und ein Ausgleich der lokalen Schwankungen in der Zusammensetzung des Werkstoffs angestrebt werden, wenn es sich beispielsweise um metallische Legierungen handelt.

[0005] Bisher wurde das Gefüge des Gußwerkstoffs durch Rekristallisationsvorgänge und Phasenumwandlungen, die während der Hochtemperatur-Umformung durch die in den

2

Werkstoff eingetragene mechanische Energie initiiert werden, konsolidiert. Die Feinheit und Homogenität des nach der Umformung vorliegenden Gefüges hängt daher neben der Umformtemperatur und Umformgeschwindigkeit vor allem vom Umformgrad, d. h. dem Ausmaß der bei der Umformung des Werkstoffs erreichten plastischen Verformung ab. Dieser Umformgrad ist bei konventionellem einstufigen Schmieden durch Kompression meist auf eine Höhenreduktion von 90 bis 95% beschränkt. Bei derartigen Umformgraden entstehen an der Peripherie des Schmiedekörpers hohe sekundäre Zugspannungen, die oftmals zur Rißbildung führen. Dies ist besonders für spröde Werkstoffe, wie Titanaluminide, problematisch, die deshalb meist nur wesentlich schwächer umgeformt werden können. Höhere Umformgrade erfordern mehrstufiges Schmieden, das sehr aufwendig ist und außerdem nicht für alle angestrebten Bauteilformen anwendbar ist.

[0006] Besonders nachteilig ist auch, daß für Schmieden oberhalb von 1000°C keine geeigneten Gesenkmaterialien zur Verfügung stehen. Die bis zu Temperaturen von 1000°C bisher eingesetzten Molybdänlegierungen können nur unter Schutzgas betrieben werden, was die praktische Durchführung der Schmiedungen erschwert und verteuert.

[0007] Bei dem für die Umformung ebenfalls bisher angewendeten Strangpressen können meist deutlich höhere Umformgrade als beim Schmieden erreicht werden. Auch ist es möglich, daß durch überlagerte hydrostatische Spannungen auch spröde Werkstoffe relativ gut umgeformt werden können. Bei praktischen Anwendungen ist der beim Strangpressen tatsächlich erreichte Umformgrad allerdings meist durch die Geometrie des zu erhalten gewünschten Formkörpers auf eine Querschnittsreduzierung von ca. 10 : 1 beschränkt. Nachteilig ist zudem, daß für das Strangpressen meist erheblich höhere Temperaturen als für das Schmieden erforderlich sind. Werkstoffe, die wie Titanaluminide gegen Oxidation und Korrosion sehr empfindlich sind, müssen deshalb für das Strangpressen gesondert gekapselt werden, was relativ aufwendig und kostenintensiv ist.

[0008] Es ist deshalb Aufgabe der vorliegenden Erfindung, ein Verfahren der eingangs genannten Art zu schaffen, mit dem die Behandlung metallischer Werkstoffe in bezug auf eine gegenüber bisherigen Verfahren weit verbesserte Konsolidierung deren Gefüge möglich ist, wobei das Verfahren auch für sehr spröde und damit bisher nur sehr schwer umformbare Werkstoffe wie intermetallische Legierungen anwendbar sein soll.

[0009] Gelöst wird die Aufgabe gemäß der Erfindung dadurch, daß es sich bei den metallischen Werkstoffen um solche handelt, die schwer umformbar sind, und daß die Deformierung in Form einer Drillung ausgeübt wird.

[0010] Rohling im vorbeschriebenen Sinne bedeutet ein Element aus metallischem Werkstoff der oben beschriebenen Art, der soweit, gegebenenfalls durch mehrfaches Schmelzen, behandelt worden ist, wie er bisher auch für das Strangpressen bzw. Schmieden vorgehandelt worden ist. Das metallische Element in diesem Sinne kann zu wissenschaftlichen Zwecken eine entsprechende Probe sein, es kann aber auch ein Halbzeug sein, das der Erzeugung von Endprodukten dienen soll, beispielsweise Turbinenschaufeln für Strahltriebwerke oder Pleuel für Antriebsaggregate von Kraftfahrzeugen.

[0011] Mittels der erfindungsgemäßen Lösung sind Rohlinge aus metallischen Werkstoffen erzeugbar, mit denen, wie angestrebt, eine deutlich verbesserte Gefügekonsolidierung des metallischen Werkstoffs erreichbar ist, wobei auch die Anwendung des Verfahrens auf spröde und damit schwer umformbare metallische Werkstoffe Ergebnisse in bezug auf das verfahrensgemäß erreichbare Gefüge zeigt.

FROM PAe NIEDMERS JAEGER KOESTER

(WED) 6 9 2004 16:39/ST. 16:36/NO. 5623199377 P 8

DE 100 62 310 C 2

3

4

hat, die sogar die in das Verfahren gesetzten Erwartungen erheblich überstiegen haben, d. h. die strukturelle und chemische Konsolidierung des Gefüges hat sich gegenüber den erreichbaren Gefügekonstellationen mittels bekannter Schmiede- und Strangpressverfahren erheblich verbessert. Ein weiterer wesentlicher Vorteil des erfindungsgemäßen Verfahrens liegt darin, daß die Umformtemperatur, auf die der Rohling erwärmt wird, erheblich unter den Temperaturen liegen kann, die für das bisherige bekannte Schmiede- und Strangpressverfahren erreicht werden mußten.

[0012] Durch die Deformierung in Form einer Drillung auf den Rohling wird eine durch Drehung des Rohlings in sich hervorgerufene plastische Verformung erzeugt. Der Drillwinkel soll dabei keinen geometrischen Beschränkungen unterliegen mit der Folge, daß durch mehrfaches Verdrillen des Rohlings sehr große plastische Verformungen erreicht werden. Mittels der Drillung lassen sich hohe Umformverhältnisse auch bei kleinen wirksamen Längen des Rohlings realisieren, d. h. sehr hohe Umformgrade des Werkstoffes erreichen, auch bei der Anwendung des Verfahrens auf an sich schwer umzuformende Werkstoffe. Durch die Drillung wird ein sehr großer Betrag mechanischer Energie in den Werkstoffe eingeleitet, durch die eine gleichmäßige dynamische Rekristallisation des Gefüges des Werkstoffes eingeleitet wird.

[0013] Um die Konsolidierung des Gefüges des metallischen Werkstoffes noch zu verbessern, wird die Deformierung vorzugsweise in Form einer Kompression des Rohlings ausgeübt, wobei dann, wenn äußerst vorzugsweise auf den Rohling im wesentlichen gleichzeitig sowohl eine Drillung als auch eine Kompression ausgeübt wird, d. h. eine Überlagerung beider Deformierungsarten erfolgt, die bei der Verformung des metallischen Werkstoffes aufgrund der Verdrehung gegebenenfalls auftretenden Scherrisse in einem sehr frühen Stadium wieder geschlossen werden, so daß diese nicht zu Makro-Rissen anwachsen können. Durch die Überlagerung von Drillung und Kompression wird zudem eine homogenere Verformung des Werkstoffes erreicht, da die zu beiden Verformungsprozessen gehörenden Schervorgänge bei geeignetem geometrischen Aufbau des Rohlings stark zueinander geneigt verlaufen.

[0014] Vorteilhafterweise erfolgt die Kompression durch Beaufschlagung des Rohlings mit konstanter Kraft, es ist aber auch vorzugsweise möglich, die Kompression durch Beaufschlagung des Rohlings mit konstanter Verformungsgeschwindigkeit erfolgen zu lassen.

[0015] Grundsätzlich kann die Erwärmung des Rohlings bei der verfahrensmäßigen Behandlung auf beliebige Weise erfolgen, wobei es vorteilhaft ist, die Erwärmung des Rohlings derart zu steuern, daß der Rohling insgesamt erwärmt wird bzw. auf Umformtemperatur gehalten wird, wenn die Deformierung stattfindet. In diesem Falle wird der Rohling insgesamt deformiert, d. h. verdrillt und/ oder komprimiert.

[0016] Es kann aber auch vorteilhaft sein, die Erwärmung derart zu bewirken, daß gezielt der ausgewählte Bereich des Rohlings erwärmt wird, dessen Deformierung bewirkt werden soll, d. h. eine im weitesten Sinne schrittweise Deformierung des Rohlings in Abhängigkeit der relativ zum Rohling positionierten Erwärmungseinrichtung bzw. Wärmezufuhr.

[0017] Die Erwärmung des Rohlings erfolgt vorzugsweise mittels einer elektrischen Spule, die geeignet um den Rohling positioniert wird und gegebenenfalls längs des Rohlings verschiebbar ist, um im Sinne des vorangehend Gesagten bestimmte ausgesuchte Bereiche des Rohlings zu erwärmen.

[0018] Ganz besonders vorteilhaft ist es, die Verformung des Rohlings bei einer Temperatur im Bereich von 1000°C erfolgen zu lassen, wobei es aber auch erfindungsgemäß

möglich ist, wenn der spezielle metallische Werkstoff dieses erfordert, höhere oder tiefere Temperaturen für die Umformtemperatur des Rohlings zu wählen.

[0019] Sollten extrem hohe, über 1000°C gegebenenfalls hinausgehende Umformtemperaturen nötig sein, ist es vorteilhaft, das Verfahren wenigstens teilweise in einer Schutzgasatmosphäre vorzustellen gehen zu lassen.

[0020] Die Erfindung betrifft auch einen Rohling aus einem Titanaluminid, behandelt nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 10, wobei das Titanaluminid vorzugsweise die Zusammensetzung (in Atom%)

Ti - 47 Al - 3,7 (Nb, Cr, Mn, Si) - 0,5 B

15 aufweist.

[0021] Die Erfindung wird nun unter Bezugnahme auf die nachfolgenden schematischen Zeichnungen anhand eines Ausführungsbeispiels eingehend beschrieben. Darin zeigen:

20 [0022] Fig. 1 eine Prinzipskizze zur Veranschaulichung einer möglichen technischen Lösung des Verfahrens, wobei der dort dargestellte Rohling einer Kombination aus Drillung und Kompression ausgesetzt wird.

[0023] Fig. 2 eine Makroaufnahme einer bei 1000°C durch die Kombination von Verdrillung und Kompression mittels des erfindungsgemäßen Verfahrens behandelten TiAl-Probe der Zusammensetzung Ti - 47 Al - 3,7 (Nb, Cr, Mn, Si) - 0,5 B, wobei die Zusammensetzung in Atomprozent angegeben ist, und

30 [0024] Fig. 3 eine lichtmikroskopische Gefügeaufnahme zur Darstellung der durch die Kombination von Verdrillung und Kompression erreichten Gefügestruktur, wobei a) das Gefüge im unverformten Kopfbereich der Probe zeigt, b) das Gefüge im umgeformten zentralen Bereich der Probe und c) eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme im zentralen Bereich der Probe zur Darstellung der erreichten starken Gefügestruktur.

[0025] Das hier beschriebene Verfahren wurde im Labormaßstab an einer TiAl-Legierung der Zusammensetzung (in Atomprozent)

40 Ti - 47 Al - 3,7 (Nb, Cr, Mn, Si) - 0,5 B

erprobt. Die Experimente wurden an Luft durchgeführt. Mit Gewindeköpfen versehene Proben wurden hierzu in eine Kompressionsapparatur eingebaut, bei der die Probenfasungen zur Drillung der Probe gegeneinander verdreht werden konnten (Fig. 1). Die Proben wurden durch eine Induktionsspule auf unterschiedliche Verformungstemperaturen zwischen 1000 und 1100°C erwärmt. Die Proben temperatur wurde mit einem Thermoelement bestimmt. Aufgrund des geometrischen Aufbaus der Spule hatte die heiße Probenzone eine Länge von etwa 6 mm, was für die Auswertung als effektive Probenlänge betrachtet wurde. Nach Erreichen der gewünschten Temperatur wurden die Proben zunächst in Kompressionsrichtung mit konstanten Spannungen belastet, die zwischen 10 und 50 MPa lagen. Hierbei erfolgte aufgrund des sehr groben Gußgefüges noch keine Verformung. Danach wurden die Proben innerhalb von einer Minute um $\varphi = 720^\circ$ (zwei Umdrehungen) verdrillt. Dies entspricht, bei dem vorliegenden Aufbau der Probe $r = 4 \text{ mm}$, $l = 6 \text{ mm}$ am Außenmantel der Proben dem sehr hohen Verformungsgrad von etwa $\epsilon_1 = 600\%$ und einer Dehnrates von $d\epsilon/dt = 5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Während der Drillung findet daher intensive Rekristallisation statt. Durch die damit einhergehende Gefügestruktur sinkt die Fließspannung des Materials stark ab, so daß es sich unter der anliegenden Spannung auch in Kompression verformt. Hierdurch wird die erwünschte Kombination von Drillung und Kompression erreicht. Die auf diese Weise

DE 100 62 310 C 2

5

6

erzeugte Kompressionsverformung betrug typischerweise 20%.

[0026] Fig. 2 zeigt eine Makroaufnahme der umgeformten Probe. Die durch das Umformverfahren erreichte Gefügefeinerung ist an Hand von lichtmikroskopischen Gefügeaufnahmen in Fig. 3 demonstriert.

[0027] Fig. 3a zeigt das relativ grobe Gußgefüge im Kopfbereich der Probe, in dem keine Verformung und damit auch keine dynamische Rekristallisation stattgefunden hat. Demgegenüber ist in dem durch die Kompression und Drillung verformten zentralen Probenbereich eine starke Gefügefeinerung eingetreten (Fig. 3b). Die kleinere Korngröße von lamellaren Kolonien beträgt im Kopfbereich der Probe etwa $d = 800 \mu\text{m}$, während die äquivalente Größe im zentralen Probenbereich auf etwa $d = 50 \mu\text{m}$ reduziert wurde. In dem durch Drillung und Kompression verformten Probenbereich treten trotz des hohen Umformgrades an keiner Stelle Risse auf, daher kann der Umformgrad zur weiteren Gefügefeinerung sicherlich noch deutlich vergrößert werden.

[0028] Das hier beschriebene Verfahren kann ohne Schwierigkeiten auf technische Maßstäbe erweitert werden, da die hierfür erforderlichen Komponenten, wie Induktionsheizungen oder Umformmaschinen, zur Standardausrüstung der metallurgischen Industrie gehören.

[0029] Ein besonderer Vorteil des Verfahrens ist, daß die Probenfassungen nicht erwärmt zu werden brauchen, daher bestehen auch keine besonderen Anforderungen an die Hochtemperaturfestigkeit dieser Materialien. Bei der Durchführung des Experiments kann die umzuformende Probe homogen über die ganze Länge auf die gewünschte Verformungstemperatur erwärmt werden. Alternativ dazu kann die Probe jedoch auch lokal durch Induktionsheizung erwärmt werden. Dieses letztere Verfahren hat den Vorteil, daß bei sonst gleichen Bedingungen lokal sehr hohe Umformgrade und Umformgeschwindigkeiten realisiert werden können, was bei vielen Materialien für das Erreichen einer homogenen Rekristallisierung vorteilhaft ist. Für die Gesamtumformung der Probe muß dazu, wie in Fig. 1 angedeutet, die Induktionsspule entlang der Probenlängsachse verschoben werden. Die Umformung kann, wie durch die vorliegenden Ergebnisse demonstriert wurde, im Vergleich zu konventionellen Schmiede- und Strangpressverfahren bei relativ niedrigen Umformtemperaturen um 1000°C erfolgen, was die Umformung von korrosionsempfindlichen Werkstoffen, wie Titanaluminiden deutlich einfacher gestaltet. Ein besonderer Vorteil des Verfahrens besteht jedoch auch darin, daß Umformvorgänge bei extrem hohen Temperaturen unter Schutzgas in relativ einfacher Weise realisiert werden können. Bei Titanaluminiden sind beispielsweise oftmals Umformtemperaturen oberhalb von 1350°C erforderlich, da hiermit besondere lamellare Gefügemorphologien eingestellt werden können. Durch diese Variabilität in der Versuchsführung können die Umformbedingungen in hohem Maße an das Verformungs- und Rekristallisierungsverhalten eingestellt werden, so daß auch relativ spröde Werkstoffe, wie Titanaluminide, gut geformt werden können. Die zur Verformung erforderlichen Drehmomente und Kräfte können jedoch in allen Fällen über relativ kalte Probenfassungen eingeleitet werden, so daß diese Fassungen nicht aus sehr teuren Hochtemperaturwerkstoffen gefertigt zu werden brauchen.

- 14 Drillung
- 15 Kompression
- 16 Erwärmungseinrichtung (Induktionsspule)
- 17 Verschiebung der Erwärmungseinrichtung (Pfeil)
- 18 Erwärmungsbereich

Patentansprüche

1. Verfahren zur Behandlung metallischer Werkstoffe, insbesondere zur Konsolidierung des Gefüges metallischer Werkstoffe, umfassend die Verfahrensschritte Erzeugung eines Rohlings aus metallischem Werkstoff, Erwärmung des Rohlings auf Umformtemperatur sowie Deformierung des Rohlings, dadurch gekennzeichnet, daß es sich bei den metallischen Werkstoffen um solche handelt, die schwer umformbar sind und daß die Deformierung in Form einer Drillung ausgeübt wird,
2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die Deformierung in Form einer Kompression ausgeübt wird,
3. Verfahren nach einem oder beiden der Ansprüche 1 oder 2, dadurch gekennzeichnet, daß auf den Rohling im wesentlichen gleichzeitig sowohl eine Drillung als auch eine Kompression ausgeübt wird,
4. Verfahren nach einem oder beiden der Ansprüche 2 oder 3, dadurch gekennzeichnet, daß die Kompression durch Beaufschlagung des Rohlings mit konstanter Kraft erfolgt,
5. Verfahren nach einem oder beiden der Ansprüche 2 oder 3, dadurch gekennzeichnet, daß die Kompression durch Beaufschlagung des Rohlings mit konstanter Verformungsgeschwindigkeit erfolgt,
6. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 5, dadurch gekennzeichnet, daß die Erwärmung derart bewirkt wird, daß der Rohling insgesamt erwärmt wird,
7. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 5, dadurch gekennzeichnet, daß die Erwärmung derart bewirkt wird, daß gezielt der Bereich des Rohlings erwärmt wird, dessen Deformierung bewirkt werden soll,
8. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 7, dadurch gekennzeichnet, daß die Erwärmung des Rohlings mittels elektrischer Induktion bewirkt wird,
9. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß die Verformung des Rohlings bei einer Temperatur im Bereich von 1000°C erfolgt,
10. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 9, dadurch gekennzeichnet, daß dieses wenigstens teilweise in einer Schutzgasatmosphäre vorstatten geht,
11. Rohling aus einem Titanaluminid, behandelt nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 10,
12. Rohling nach Anspruch 11, dadurch gekennzeichnet, daß das Titanaluminid die Zusammensetzung (in Atom%)
Ti - 47 Al - 3,7 (Nb, Cr, Mn, Si) - 0,58
hat.

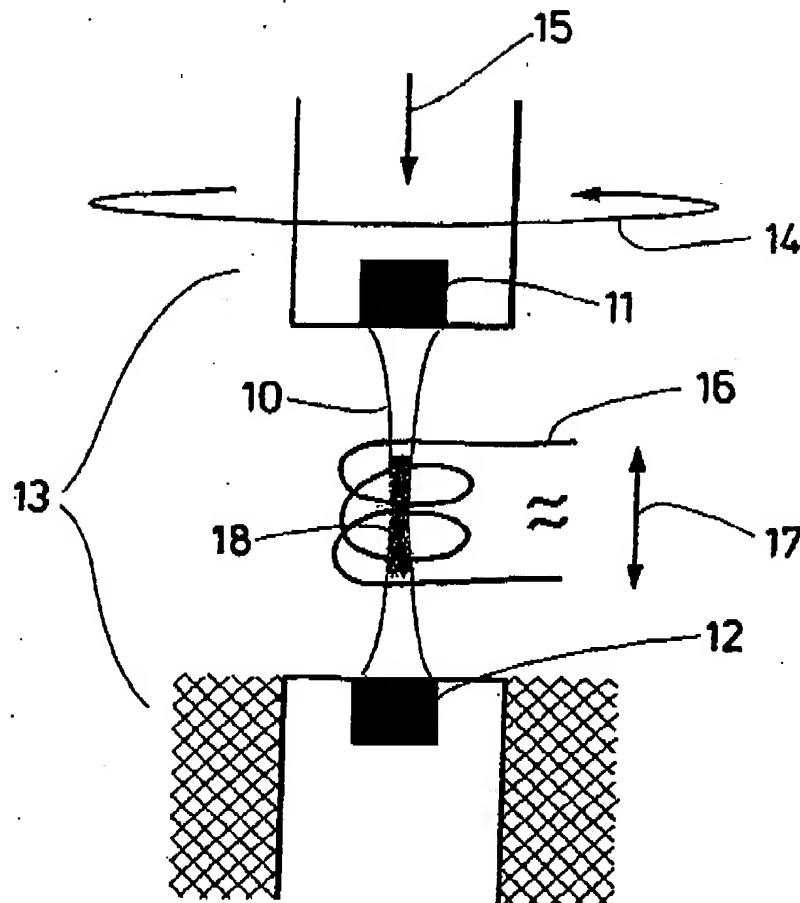
Bezugszeichenliste

- 10 Rohling
- 11 Gewindekörper
- 12 Gewindekörper
- 13 Deformierungseinrichtung

63

Hierzu 4 Seite(n) Zeichnungen

Fig. 1



06/15/2004 17:24 724-327-0004
FROM PAe NIEDMERS JAEGER KOESTER
ZEICHNUNGEN SEITE 2

BACH
(WED) 6 9 2004 16:40/ST. 16:36/NO. 5623199377 P 11

Nummer: DE 100 62 310 C2
Int. Cl. 7: C 22 F 1/10
Veröffentlichungstag: 7. November 2002



FIG. 2

202 450/231

Nummer: DE 100 62 310 C2
Int. Cl. 7: C22 F 1/10
Veröffentlichungstag: 7. November 2002

FIG. 3c



FROM PAe NIEDMERS JAEGER KOESTER

(WED) 6 9 2004 16:41/ST. 16:36/NO: 5623199377 P 12

ZEICHNUNGEN SEITE 3

Nummer:

DE 100 62 910 G2

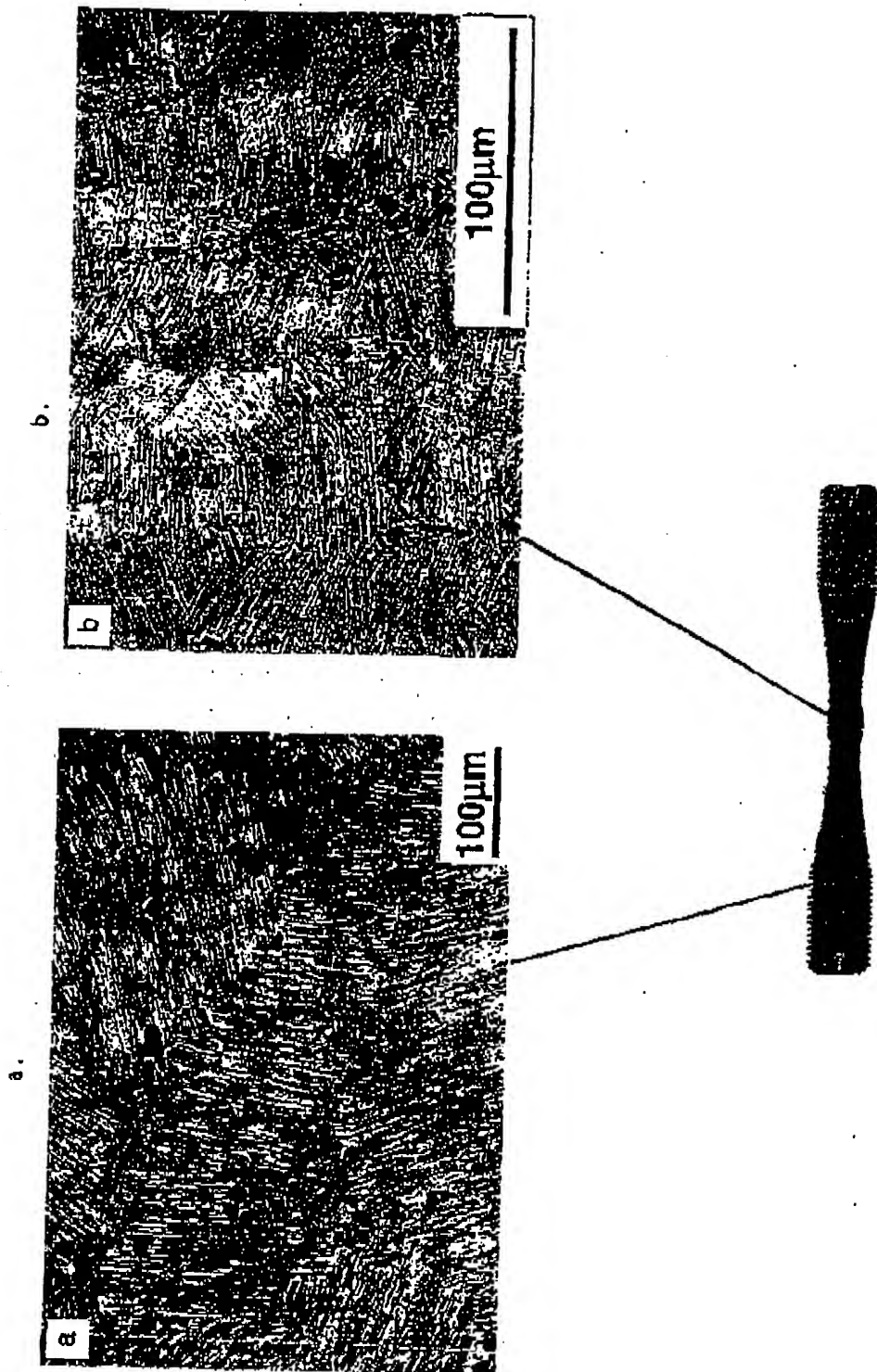
Int. Cl.?

C 22 F 1/10

Veröffentlichungstag:

7. November 2002

FIG. 3



202 460/231